第 51 卷 第 1 期 2015 年 1 月 第21-30页
金属学报 ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.1 Jan. 2015 pp.21-30

终冷温度对Mn系超低碳HSLA钢组织及低温韧性的影响*

高古辉[1)] 桂晓露[1)] 安佰锋[1)] 谭谆礼[1)] 白秉哲[2)] 翁宇庆[2)]

1) 北京交通大学机械与电子控制工程学院材料中心, 北京 100044
2) 清华大学材料学院先进材料教育部重点实验室, 北京 100084

摘 要 研究了终冷温度(550, 450 和350 ℃)对Mn系超低碳高强度低合金钢组织及低温韧性的影响. 力学性能的测试结果表明, 在终冷温度为450 ℃时, 实验钢获得良好的强韧性配合, 屈服强度为775 MPa, 韧脆转变温度为-55 ℃. 组织观察及晶体学表征结果表明, 随着终冷温度的降低, 组织逐渐由粒状贝氏体向板条贝氏体和板条马氏体转变; 终冷温度为450 ℃时, 组织以板条贝氏体为主, 多数的板条束包含三组不同的板条块, 有效晶粒尺寸最小, 大角晶界比例达到最大. 解理裂纹扩展路径的观察结果表明, 具有大角晶界的贝氏体板条块对解理裂纹扩展具有显著的阻碍作用, 因此板条块尺寸细化、大角晶界比例增加是低温韧性改善的主要原因.

关键词 超低碳低合金高强钢, 贝氏体组织, 低温韧性, 板条块, 晶体学特征

中图法分类号 TG146.2 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)01-0021-10

EFFECT OF FINISH COOLING TEMPERATURE ON MICROSTRUCTURE AND LOW TEMPERATURE TOUGHNESS OF Mn-SERIES ULTRA-LOW CARBON HIGH STRENGTH LOW ALLOYED STEEL

GAO Guhui [1)], *GUI Xiaolu* [1)], *AN Baifeng* [1)], *TAN Zhunli* [1)], *BAI Bingzhe* [2)], *WENG Yuqing* [2)]

1) Material Science and Engineering Research Center, School of Mechanical, Electronic and Control Engineering, Beijing Jiaotong University, Beijing 100044

2) Key Laboratory of Advanced Material, School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084

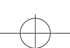
Correspondent: BAI Bingzhe, professor, Tel: (010)51685461, E-mail: bzbai@bjtu.edu.cn

Supported by Fundamental Research Funds for the Central Universities (No.2014JBM101)

Manuscript received 2014-06-20, in revised form 2014-10-09

ABSTRACT Recently, the steel plates used in the ship, pipeline and bridge generally required not only high strength but also excellent low temperature toughness. As a competitive candidate, the ultra-low carbon high strength low alloyed (HSLA) steel has been developed widely. The low temperature toughness depends on the microstructure of the steels. Therefore, the relationship of low temperature toughness and microstructure should be studied in detail. In the present work, the steel plates with 25 mm thickness after hot rolling were immediately water quenched to 550, 450 and 350 ℃ (finish cooling temperature), respectively, and subsequently air cooled to room temperature. The effect of finish cooling temperature on the microstructure and low temperature toughness of

*中央高校基本科研业务费资助项目2014JBM101
收到初稿日期: 2014-06-20, 收到修改稿日期: 2014-10-09
作者简介: 高古辉, 男, 1987年生, 助理研究员
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00329



Mn-series ultra-low carbon HSLA steel was investigated by SEM, TEM and crystallographic analysis. The results show that the granular bainite, lath bainite and martensite were obtained with finish cooling temperatures decreasing. There are three blocks with different orientations in a single packet for lath bainite microstructure in the sample with finish cooling temperature of 450 ℃, leading to the refinement of effective grain size and large amount of high-angle grain boundaries. Electron backscattered diffraction analyses of the cleavage crack path show that the bainite block boundaries can strongly hinder fracture propagation, and thus the refinement of bainite blocks can improve the low temperature toughness of Mn-series ultra-low carbon HSLA steel. Finally, the yield strength of 775 MPa and ductile-brittle transition temperature of −55 ℃can be achieved when the finish cooling temperature is 450 ℃.

KEY WORDS ultra-low carbon HSLA steel, bainite microstructure, low temperature toughness, block, crystallographic feature

超低碳高强度低合金钢(ULC-HSLA钢)以其较低的成本、良好的强韧性匹配、优异的焊接性能等,在工程机械、桥梁建筑、船舶车辆、石油管道及航空等领域得到了广泛的应用,在海洋工程用钢领域更是受到广泛重视,长期以来,相关机理研究及新钢种开发一直是各国学者研究的热点[1~4]. 近年来,为了满足深海、极地等开发需求,不仅要求这类钢板具有较高的强度,还要求其具有良好的低温韧性[2~9].

研究[3~11]表明,钢的低温韧性与其组织类型、尺寸、大角晶界等组织参数密切相关. 在实际生产中,ULC-HSLA钢经过轧制后,快速冷却至某一终冷温度(finish cooling temperature, FCT),然后卷取或空冷至室温,该过程的冷却制度必然会影响钢的相变产物,进而影响钢板最终的力学性能[12,13]. 一般认为,选择较低的终冷温度,能促进细小的低温组织(如贝氏体、马氏体等)形成,有利于改善钢板的力学性能,但是终冷温度的选择也受到板厚、生产线冷却能力及卷取能力的限制. 因此,有必要系统研究冷却制度对ULC-HSLA钢组织转变及低温韧性的影响,并探讨其影响机制,这有助于制定相关的轧后冷却制度,以及实现高强高韧的目标.

本工作以Mn系ULC-HSLA钢为研究对象,通过控制冷却制度获得了粒状贝氏体、板条贝氏体和板条马氏体等组织,研究了不同组织的力学性能,特别是低温韧性. 通过对相变产物的晶体学表征,结合组织演变过程分析了冷却制度对组织转变过程及产物的影响规律.

1 实验方法

实验钢由中频感应电炉熔炼浇注后,锻造成80 mm×80 mm × 120 mm锻坯,终锻温度为950 ℃. 实验钢的主要化学成分(质量分数, %)为: C 0.03~0.05, Mn 1.5~3.0, Si 0.6~0.9, Cr 0.3~0.5, Ti 0.02~0.03, Fe 余量. 利用淬火膨胀仪测定实验钢的临界温度A_{c1}和A_{c3}分别为758和880 ℃,马氏体相变开始和结束温度M_s和M_f分别为380和315 ℃. 实验钢板的轧制工艺及冷却制度如下: 锻坯经1200 ℃保温12 h后在轧辊直径为375 mm, 长度为375 mm的轧机上进行5道次轧制,开始轧制温度为1050 ℃,终轧温度为850~900 ℃,每个道次均控制变形量为20%,最终板厚为25 mm. 轧制后分别立即水淬至550, 450和350 ℃ (该温度即终冷温度),然后空冷至室温. 将上述试样分别编号为FCT-550, FCT-450和FCT-350. 为了精确控制终冷温度,首先利用有限元模拟25 mm钢板水淬过程中不同部位的冷却曲线; 在冷却过程中结合冷却曲线,并利用Raytek红外线测温仪实现对钢板终冷温度的控制.

拉伸实验在INSTRON 1205拉伸试验机上进行,拉伸试样沿轧制方向取自钢板中部,采用原始标距为25 mm,试样直径为5 mm的标准拉伸试样(GBT228-2002). 冲击实验采用10 mm × 10 mm × 55 mm的V型缺口标准冲击试样(冲击试样沿轧制方向取自钢板的中部,缺口垂直于轧面方向)在−80, −60, −40, −30, −20, −10, 0和20 ℃下进行. 利用Nikon Eclipse lv-100金相显微镜(OM)和JSM-6301F扫描电子显微镜(SEM)进行组织观察; 利用Photoshop 7.0软件进行组织的定量分析. 金相试样腐蚀液为2% (体积分数)硝酸酒精溶液. 利用JEM 200CX透射电子显微镜(TEM)观察显微组织. TEM试样制备过程为: 先将薄片试样机械研磨至30~40 μm,用冲样器冲成直径3 mm的圆片,再利用双喷电解减薄仪减薄成薄膜试样,双喷液为无水乙醇+5% (体积分数)高氯酸溶液,温度为−20~−30 ℃,电流为30~50 mA. 利用S-3400N SEM附带的电子背散射衍射(EBSD)进行取样测试,电压为15 kV,扫描步长为0.2~0.5 μm,采用HKL Channel 5软件处理得到的取向成像图、取向极图、取向差分布图和有效晶粒尺寸等结果. EBSD试样首先采取先机械抛光后再在室温下进行电解抛光,以避免机械抛光造成的应

力层对电子背散射信号的干扰, 电解抛光液为10% (体积分数)高氯酸酒精溶液, 电压为20 V, 抛光时间为10~15 s. 为了观察解理裂纹扩展路径与显微组织的关系, 将实验温度为−80 ℃的低温冲击断口表面镀镍, 利用线切割横切后, 利用SEM和EBSD观察横截面断口附近的组织.

2 实验结果与分析

2.1 力学性能及组织观察

经不同终冷温度获得的ULC-HSLA钢的室温拉伸性能如表1所示. 可见, 屈服强度均在740 MPa以上, 而且随着终冷温度的降低, 屈服强度略有增加. 所有试样的屈强比均小于0.8, 这有利于改善材料的安全服役性能[14]. 但是3种终冷温度获得的实验钢的冲击韧性具有显著差异. 图1是不同终冷温度下实验钢的韧脆转变曲线. 可以看出: 终冷温度为450 ℃时, 实验钢具有最佳的低温冲击性能, 其上平台冲击功(upper-shelf energy, USE)约为192 J, 韧脆转变温度(ductile-brittle transition temperature, DBTT)降至−55 ℃, 同时−80 ℃的冲击功仍然为40 J; 终冷温度为550和350 ℃时, 两者的韧脆转变温度分别是−15和−32 ℃, 而且两者在−80 ℃的冲击功大约为20 J.

经不同终冷温度获得的ULC-HSLA钢显微组织的SEM和TEM像如图2所示. 可见, 不同终冷温度对显微组织具有显著影响. 当终冷温度为550 ℃时, 组织主要由粒状贝氏体(B_G)组成, 其中可见尺寸约为1 μm的马氏体/奥氏体(M/A)岛分布其中(图2b). 终冷温度为450 ℃时, 组织以板条贝氏体(lath bainite)为主, 贝氏体板条界面清晰可见, 细小的M/A岛断续分布在板条之间, 若干贝氏体板条(lath)平行排列组成贝氏体板条块(block) (图2c), 贝氏体板条的宽度为0.2~0.3 μm (图2d). 终冷温度为350 ℃时, 组织主要由板条马氏体组成, 并含有少量的板条贝氏体组织(图2e), 研究[15]表明, 低碳钢中板条贝氏体与板条马氏体具有相似的晶体学形貌, 原奥氏体晶粒内存在若干板条块, 板条块由若干相互平行的板条组成. TEM像显示, 由于板条马氏体的相变温度低于贝氏体, 马氏体板条的宽度更加细小, 宽度为0.1~0.2 μm, 而且板条界面更加平直(图2f).

由上所述, ULC-HSLA钢不同终冷温度时的力学性能, 特别是低温韧性的差异与其微观组织密切相关. 终冷温度为550 ℃时, 组织中存在较粗大的M/A岛, 由于其硬度较高, 容易成为裂纹形核源, 或使相邻基体内造成显著的应力集中从而诱发裂纹, 对冲击韧性有害[16]. 终冷温度为450和350 ℃时, 组织分别以板条贝氏体和板条马氏体为主, 虽然两者的屈服强度接近, 但板条贝氏体组织具有更低的韧脆转变温度. 一般认为, 在低碳/超低碳贝氏体或马氏体组织中, 板条束/块界作为大角晶界(取向差大于15°)可以阻碍解理裂纹的扩展, 已有实验[7,8,17,18]表明, 钢的韧脆转变温度随着板条束/块尺寸的细化而降低. 但是SEM和TEM观察并不能有效区分贝氏体和马氏体的板条束/块, 因此将利用EBSD技术进行表征.

2.2 晶体学表征

Morito等[19]和Furuhara等[20]的研究表明, 在低碳钢(0.0026%C~0.38%C)中, 板条马氏体和母相奥氏体保持K-S关系; 同时其对0.15%C-Fe-Ni钢的研究[15]表明, 贝氏体具有与板条马氏体类似的晶体学特征, 贝氏体和母相奥氏体也保持K-S关系. 本工作采用不同冷却制度获得粒状贝氏体、板条贝氏体和板条马氏体组织, 三者都具有bcc结构, 其与fcc结构的奥氏体母相之间的K-S关系可以表示为:

$$(111)_{fcc} // (011)_{bcc}, \ [\bar{1}01]_{fcc} // [\bar{1}\bar{1}1]_{bcc} \tag{1}$$

由于晶体学对称性, 在保持K-S关系的前提下, bcc结构体系中具有24种等同意义的晶体学变体, 这些变体编号分别为V1~V24, 如表2[15]所示.

图3是终冷温度为550 ℃时ULC-HSLA钢EB-

表1 不同终冷温度下超低碳高强度低合金钢(ULC-HSLA钢)的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of the ultra-low carbon high strength low alloyed (ULC-HSLA) steel under different finish cooling temperatures

FCT ℃	Tensile strength MPa	Yield strength MPa	Yield ratio	Elongation %
550	972	745	0.766	21.5
450	990	775	0.782	17.5
350	996	783	0.786	17.0

Note: FCT—finish cooling temperature

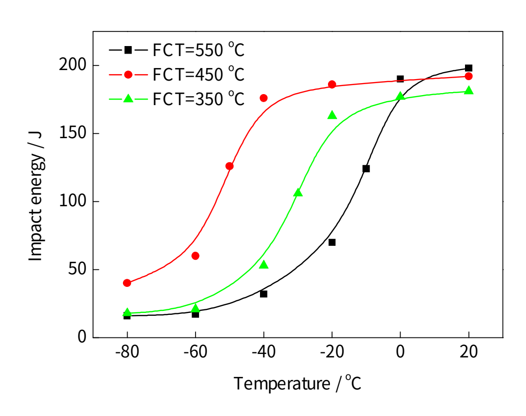


图1 不同终冷温度时ULC-HSLA钢的韧脆转变曲线

Fig.1 Ductile-brittle transition curves of the ULC-HSLA steel under different finish cooling temperatures

SD分析结果. 图3a是粒状贝氏体组织的取向图, 黑色线表示取向差大于10°的界面, 白色线勾勒出一个原奥氏体晶界, 表2中所示的变体由V和数字标出. 图3b是图3a中所圈的奥氏体晶粒相变所得变体的{001}极图, 其中"○"表示按K-S关系计算得到的变体, 实验测量的变体取向与按K-S关系计算的结果吻合较好. 可以看出, 图示原奥氏体晶粒只包含一个板条束(packet, 具有同一惯习面的板条组合), 而且大部分区域被2个特定的变体组合(V8&V11)占据; 这2个特定的变体组合具有相同的<011>旋转轴, 而且变体之间取向为10.53°. Kitahara等[21]在板条马氏体组织中也观察到类似的现象, 并将这种特定的变体组合称为亚板条块(sub-block).

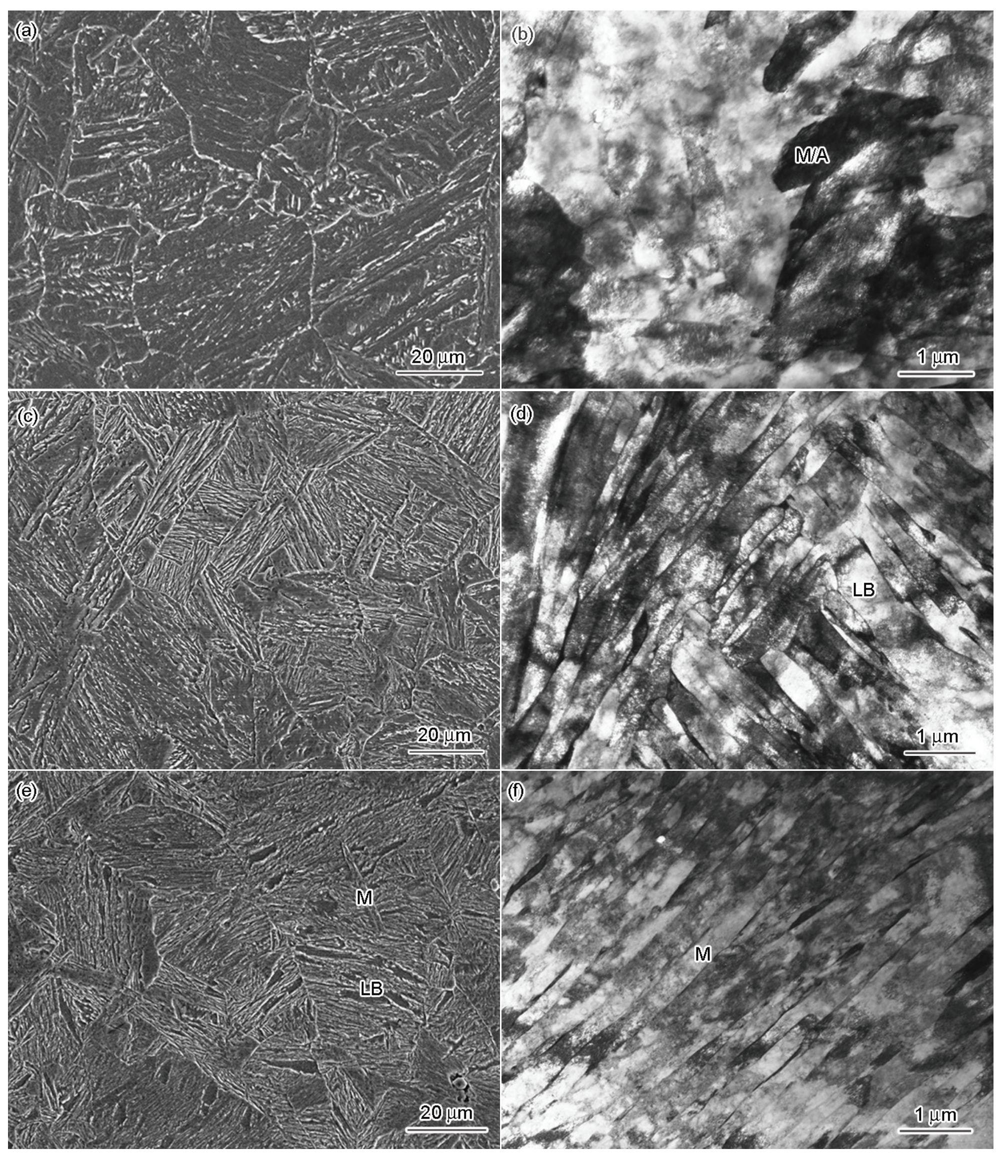


图2 不同终冷温度下ULC-HSLA钢的显微组织

Fig.2 SEM (a, c, e) and TEM (b, d, f) images of the ULC-HSLA steel with the finish cooling temperatures of 550 ℃ (a, b), 450 ℃ (c, d) and 350 ℃ (e, f) (M/A—martensite/austenite island, LB—lath bainite, M—martensite)

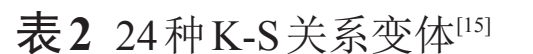


表 2　24 种 K-S 关系变体[15]

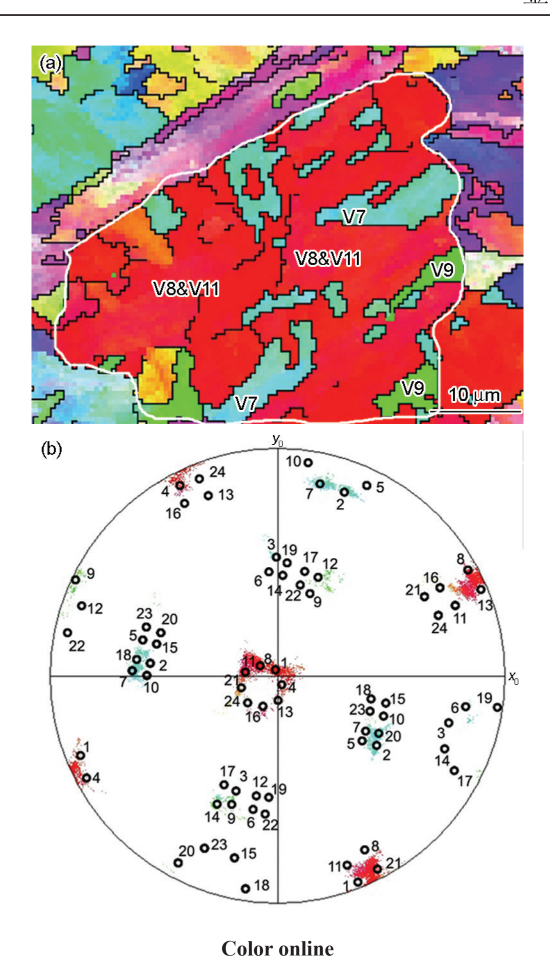
Table 2 Twenty-four variants in K-S relationship[15]

Variant	Plane parallel	Direction parallel	Rotation from Variant 1	Angle / (°)
V1	$(111)_{fcc}//(011)_{bcc}$	$[\bar{1}01]_{fcc}//[\bar{1}\bar{1}1]_{bcc}$	–	–
V2		$[\bar{1}01]_{fcc}//[\bar{1}1\bar{1}]_{bcc}$	[0.58 −0.58 0.58]	60.0
V3		$[01\bar{1}]_{fcc}//[\bar{1}\bar{1}1]_{bcc}$	[0.0 −0.71 −0.71]	60.0
V4		$[01\bar{1}]_{fcc}//[\bar{1}1\bar{1}]_{bcc}$	[0.0 0.71 0.71]	10.5
V5		$[1\bar{1}0]_{fcc}//[\bar{1}\bar{1}1]_{bcc}$	[0.58 0.71 0.71]	60
V6		$[1\bar{1}0]_{fcc}//[\bar{1}1\bar{1}]_{bcc}$	[0.0 −0.71 −0.71]	49.5
V7	$(1\bar{1}1)_{fcc}//(011)_{bcc}$	$[10\bar{1}]_{fcc}//[\bar{1}\bar{1}1]_{bcc}$	[−0.58 −0.58 0.58]	49.5
V8		$[10\bar{1}]_{fcc}//[\bar{1}1\bar{1}]_{bcc}$	[0.58 −0.58 0.58]	10.5
V9		$[\bar{1}\bar{1}0]_{fcc}//[\bar{1}\bar{1}1]_{bcc}$	[−0.19 0.77 0.61]	50.5
V10		$[\bar{1}\bar{1}0]_{fcc}//[\bar{1}1\bar{1}]_{bcc}$	[−0.49 −0.46 0.74]	50.5
V11		$[011]_{fcc}//[\bar{1}\bar{1}1]_{bcc}$	[0.35 −0.93 −0.07]	14.9
V12		$[011]_{fcc}//[\bar{1}1\bar{1}]_{bcc}$	[0.36 −0.71 0.60]	57.2
V13	$(\bar{1}11)_{fcc}//(011)_{bcc}$	$[0\bar{1}1]_{fcc}//[\bar{1}\bar{1}1]_{bcc}$	[0.93 0.35 0.07]	14.9
V14		$[0\bar{1}1]_{fcc}//[\bar{1}1\bar{1}]_{bcc}$	[0.74 0.46 −0.49]	50.5
V15		$[\bar{1}0\bar{1}]_{fcc}//[\bar{1}\bar{1}1]_{bcc}$	[−0.25 −0.63 −0.74]	57.2
V16		$[\bar{1}0\bar{1}]_{fcc}//[\bar{1}1\bar{1}]_{bcc}$	[0.66 0.66 0.36]	20.6
V17		$[110]_{fcc}//[\bar{1}\bar{1}1]_{bcc}$	[−0.66 0.36 −0.66]	51.7
V18		$[110]_{fcc}//[\bar{1}1\bar{1}]_{bcc}$	[−0.3 −0.63 −0.72]	47.1
V19	$(11\bar{1})_{fcc}//(011)_{bcc}$	$[\bar{1}10]_{fcc}//[\bar{1}\bar{1}1]_{bcc}$	[−0.61 0.19 −0.77]	50.5
V20		$[\bar{1}10]_{fcc}//[\bar{1}1\bar{1}]_{bcc}$	[−0.36 −0.6 −0.71]	57.2
V21		$[0\bar{1}\bar{1}]_{fcc}//[\bar{1}\bar{1}1]_{bcc}$	[0.96 0.0 −0.30]	20.6
V22		$[0\bar{1}\bar{1}]_{fcc}//[\bar{1}1\bar{1}]_{bcc}$	[0.72 0.3 −0.63]	47.1
V23		$[101]_{fcc}//[\bar{1}\bar{1}1]_{bcc}$	[0.74 −0.25 0.063]	57.2
V24		$[101]_{fcc}//[\bar{1}1\bar{1}]_{bcc}$	[0.91 −0.41 0.0]	21.1

为了分析不同变体(板条束/块)之间的取向差，引入边界图(boundary map)，如图 4a 所示，并测定了图 4a 中 *AB* 线之间的点与 *A* 点之间的取向差以及点-点取向差，分别如图 4b 和 c 所示. 图 4a 中取向差大于 15°的界面由红色粗线标出，取向差为 10°~15°的界面由蓝色粗线标出，取向差为 2°~10°的界面由黄色细线标出. *AB* 线依次穿过 V8&V11 和 V9，由此可知，V8&V11 变体组合之间的取向差均小于 15°，为亚板条块界，在解理裂纹扩展过程中，这些亚板条块界很难阻碍裂纹的扩展，因此不利于韧性的改善.

图 5 是终冷温度为 450 ℃时 ULC-HSLA 钢 EBSD 分析结果. 图 5a 是板条贝氏体组织的取向图，黑色线表示取向差大于 10°的界面，白色线勾勒出一个原奥氏体晶界. 表 2 所示的变体由 V 和数字标出. 图 5b 是图 5a 中所圈的奥氏体晶粒相变所得变体的 {001} 极图，其中“○”表示按 K-S 关系计算得到的变体. 可以看出，图示原奥氏体晶粒只包含一个板条束，但是该板条束包含了 3 个板条块，分别对应 V1&V4，V2&V5 和 V3&V6 变体，而且 3 个板条块呈间隔分布，细化了板条块的尺寸.

终冷温度为 450 ℃时 ULC-HSLA 钢边界图如图 6a 所示. 图 6a 中 *AB* 线之间的点与 *A* 点之间的取向差以及点-点取向差，分别如图 6b 和 c 所示. *AB* 线依次穿过 V1&V4，V2&V5 和 V3&V6. 可以看出，上述板条块之间的取向差均大于 15°，为大角晶界，在解理裂纹扩展过程中，这些大角晶界可以阻碍裂纹扩展，有利于低温韧性的改善.



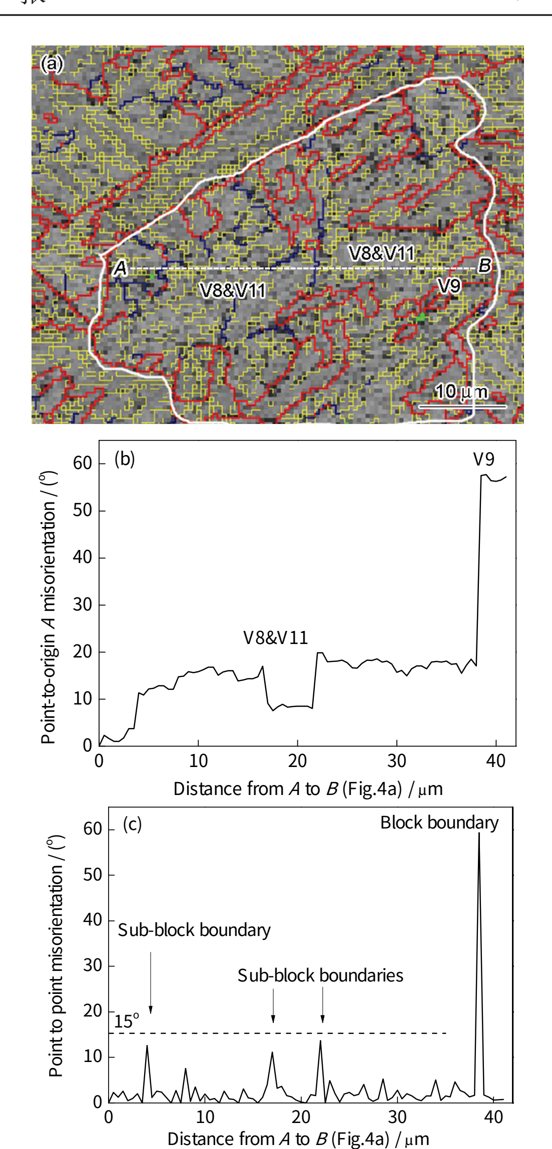
Color online

图3 终冷温度为550 ℃时ULC-HSLA钢EBSD分析结果

Fig.3 EBSD analysis of the sample with finish cooling temperature of 550 ℃

(a) inverse pole figure (IPF) color map (The white lines indicate the prior austenite grain boundaries)

(b) {001} pole figure shows the orientation of the granular bainite crystals within the prior austenite that corresponds to the area surrounded by the white line in Fig.3a (Symbols and numbers indicate the variant numbers)



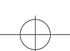
Color online

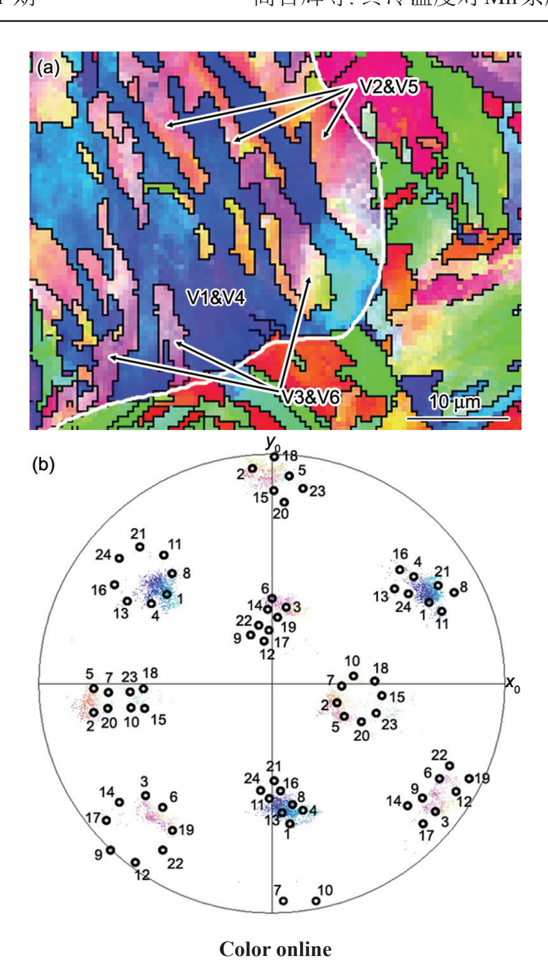
图4 终冷温度为550 ℃时ULC-HSLA钢的边界图、点与A点的取向差及点-点取向差

Fig.4 Boundary map of the sample with finish cooling temperature of 550 ℃ (The white, yellow, blue and red lines indicate the prior austenite grain boundaries and the boundaries with misorientations of 2°~10°, 10°~15° and higher than 15°, respectively) (a), point-to-origin *A* misorientation of *A*-*B* line (b) and point-to-point misorientation of *A*-*B* line (c)

同时, 在终冷温度为450 ℃的试样中, 一个原奥氏体晶粒可以包含多个板条束, 而每个板条束又由若干板条块组成, 如图7所示. 图7a和b分别是终冷温度为450 ℃时ULC-HSLA钢的SEM像和EBSD取向图, 白色线圈出的是一个原奥氏体晶粒, 蓝色线标出的是板条束界, 表2所示的变体由V和数字标出. 图7c是图7a中所圈的奥氏体晶粒相变所得变体的{001}极图, 其中"○"表示按K-S关系计算得到的变体. 由图可知, 在一个原奥氏体晶粒内部存在5个板条束, 其中板条束P1, P2和P3均由3组不同的板条块组成, 而板条块界面均为大角晶界, 因此有利于低温韧性的改善.

图8是终冷温度为350 ℃时ULC-HSLA钢的EBSD分析结果. 图8a是板条马氏体组织的取向图, 黑色线表示取向差大于10°的界面, 白色线表示原奥氏体晶界, 蓝色线表示马氏体板条束界, 表2中所示的变体由V和数字标出. 图8b是由图8a所示的奥氏体晶粒相变所得变体的{001}极图, 其中"○"表示按K-S关系计算得到的变体. 可以看出, 在图示原奥氏体晶粒内部包含4个板条束, 分别标记为P1, P2,





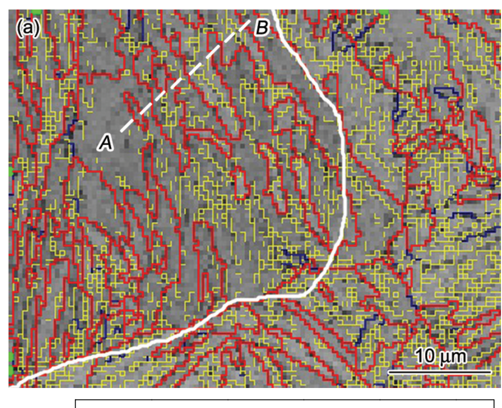
Color online

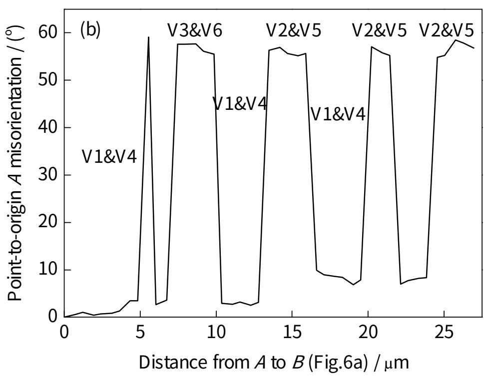
图 5 终冷温度为 450 ℃时 ULC-HSLA 钢 EBSD 分析结果

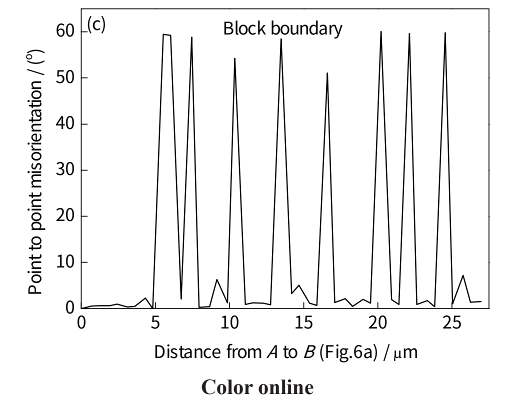
Fig.5 EBSD analysis of the sample with finish cooling temperature of 450 ℃

(a) IPF color map (The white lines indicate the prior austenite grain boundaries)

(b) {001} pole figure shows the orientation of the lath bainite crystals within the prior austenite that corresponds to the area surrounded by the white line in Fig.5a (Symbols and numbers indicate the variant numbers)







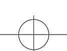
Color online

图 6 终冷温度为450 ℃时ULC-HSLA钢的边界图、点与*A*点的取向差及点-点取向差

Fig.6 Boundary map of the sample with finish cooling temperature of 450 ℃ (The white, yellow, blue and red lines indicate the prior austenite grain boundaries and the boundaries with misorientations of 2°~10°, 10°~15° and higher than 15°, respectively) (a), point-to-origin *A* misorientation of *A*-*B* line (b) and point-to-point misorientation of *A*-*B* line (c)

P3 和 P4, 但是其中 P1, P3 和 P4 只包含一组板条块, P2 由 2 组板条块组成.

根据晶体学表征可以得到以下结论: (1) 当终冷温度为 550 ℃时, ULC-HSLA 钢的显微组织以粒状贝氏体为主, 此时一个原奥氏体晶粒一般只由一个板条束组成, 而且该板条束由单一的板条块主导, 板条块可由具有小角晶界的亚板条块组成; (2) 当终冷温度为 450 ℃时, ULC-HSLA 钢的显微组织以板条贝氏体组织为主, 此时一个原奥氏体晶粒可只包括一个板条束, 但是该板条束由 3 组不同的板条块呈间隔分布, 除此之外, 一个原奥氏体晶粒也可包括若干板条束, 而多数的板条束由 3 组不同的板条块组成; (3) 当终冷温度为 350 ℃时, ULC-HSLA 钢的显微组织以板条马氏体为主, 此时一个原奥氏体晶粒可由若干板条束组成, 但是多数板条束只包含单一的板条块. ULC-HSLA 钢的晶体学特征决定了其大角晶界的比例和亚结构的尺寸, HKL Channel 5 软件统计表明, 终冷温度为 550, 450 和 350 ℃时, 大角晶界的比例分别为 15.8%, 20.4% 和 14.3%, 有效晶粒尺寸(取向差大于 15°)分别为 7.8, 4.3 和 5.3 μm.



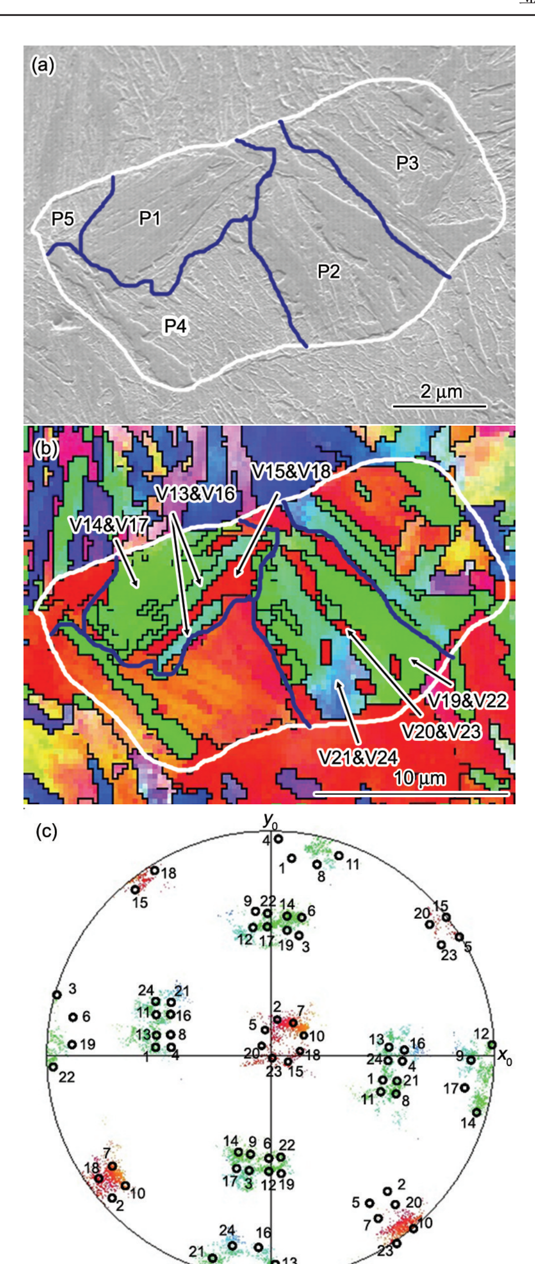


图7 终冷温度为450 ℃时ULC-HSLA钢的SEM像和EBSD分析结果

Fig.7 SEM image and EBSD analysis of the sample with finish cooling temperature of 450 ℃

(a) SEM image

(b) IPF color map (The white and blue lines indicate the prior austenite grain boundaries and packet boundaries)

(c) {001} pole figure shows the orientation of the lath bainite crystals within the prior austenite that corresponds to the area surrounded by the white line in Fig.7a (Symbols and numbers indicate the variant numbers, P*i* indicate the packet number)

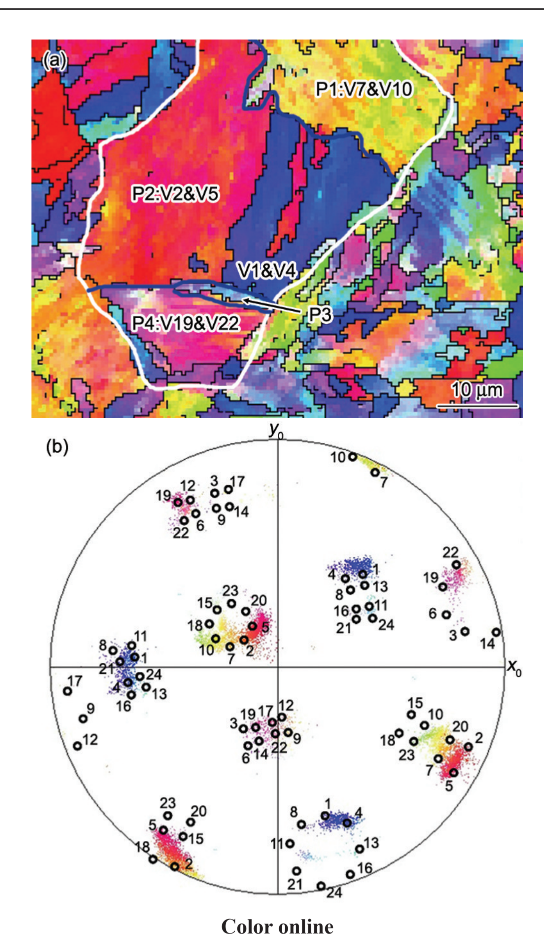


图8 终冷温度为350 ℃时ULC-HSLA钢EBSD分析结果

Fig.8 EBSD analysis of the sample with finish cooling temperature of 350 ℃

(a) IPF color map (The white and blue lines indicate the prior austenite grain boundaries and packet boundaries)

(b) {001} pole figure shows the orientation of the lath martensite crystals within the prior austenite that corresponds to the area surrounded by the white line in Fig.8a (Symbols and numbers indicate the variant numbers, P*i* indicate the packet number)

在冷却过程中, 终冷温度的不同决定了转变温度区间的不同, 进而影响奥氏体的转变过程及相变产物, 造成冲击韧性的差异. Morito等[15]和kawata 等[22]的研究表明, 当转变温度较高相变驱动力相对较小时, 同一原奥氏体内转变的组织具有明显的变体选择现象, 变体形成后快速长大, 导致原奥氏体晶粒内大部分区域被单一的变体主导, 板条束/块尺寸粗大; 当转变温度降低时, 相变驱动力增加, 变体选择现象弱化, 更多的变体可以在同一原奥氏体晶粒中出现, 而且由洋等[4]认为, 在奥氏体转变为贝氏体的过程中, 相对充分、缓慢的转变过程可以促进更多的变体形成并呈间隔分布, 有利于细化板条束/块的尺寸; 当转变温度降低至马氏体转变区域, 产生的马氏体变体在很短的时间内形核长大, 而且由于ULC-HSLA钢中奥氏体母相的强度低于传统的中

高碳或高合金钢, 不能对马氏体变体形核长大过程产生足够的应力约束, 造成ULC-HSLA钢中马氏体板条束由单一的板条块组成.

2.3 低温韧性改善机理分析

研究[23,24]表明, 钢的韧脆转变温度(DBTT)主要由控制韧性的有效晶粒尺寸决定, 有效晶粒尺寸越小, DBTT越低. DBTT与解理断裂单元尺寸 d 的关系可以表示为[25]:

$$T = F(\text{chem}) + F(\sigma) + K_y d^{-1/2} \tag{2}$$

式中, T 是韧脆转变温度, F(chem)和 $F(\sigma)$ 分别是与成分和强度有关的函数, K_y 是材料常数. 由于本工作中3个试样的成分一致, 强度相差不大, 因此推断三者DBTT的差异主要是由有效晶粒尺寸的变化引起的. 已有研究[10]表明, 马氏体板条束是控制马氏体钢低温韧性的有效晶粒, 其解理断裂单元的尺寸与板条束的宽度有关.

为了分析ULC-HSLA钢组织和解理断裂单元的关系, 观察了3个试样在−80 ℃低温下的冲击断口横截面. 图9a显示了FCT-550试样中粒状贝氏体组织与解理裂纹扩展的关系. 由图可知, 解理裂纹扩展路径长度基本和原奥氏体晶粒尺寸一致. 图9b显示了FCT-350试样中板条马氏体组织与解理裂纹扩展的关系. 可见, 多数解理裂纹横穿整个马氏体板条束, 直到遇到原奥氏体晶界才改变方向, 解理裂纹扩展路径的单位长度可长达30 μm.

图10是FCT-450试样−80 ℃下低温冲击断口横截面的SEM像和EBSD分析结果. 可见, 在一个板条束内部, 板条块界对解理裂纹扩展产生阻碍作用, 解理裂纹扩展路径的单位长度明显减小. 晶体学分析显示, 终冷温度为450 ℃时, 组织以板条贝

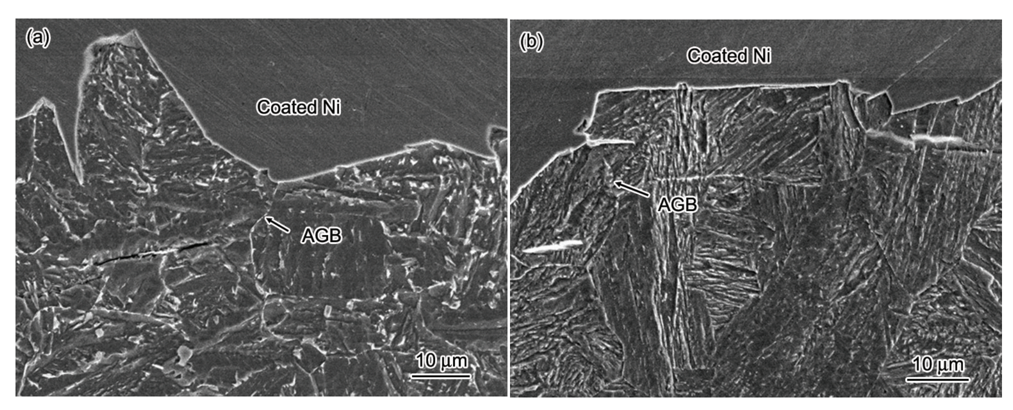
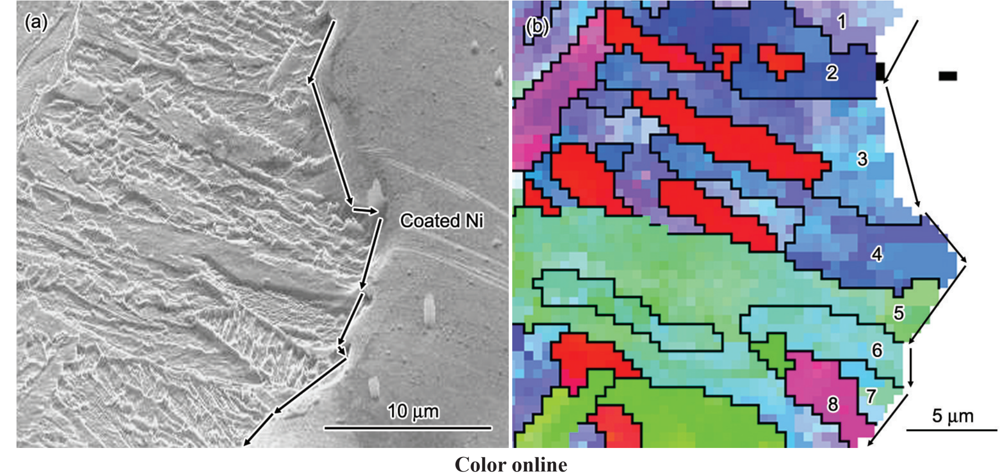


图9 终冷温度为550和350 ℃时解理裂纹扩展路径

Fig.9 SEM images of cross-sectional area beneath cleavage fracture surface of Charpy impact specimen fractured at −80 ℃ for the samples with finish cooling temperatures of 550 ℃(a) and 350 ℃(b) (AGB—prior austenite grain boundary)



Color online

图10 终冷温度为450 ℃时解理裂纹扩展的SEM像和EBSD分析结果

Fig.10 SEM image (a) and corresponding orientation image obtained by EBSD analysis (b) of cross-sectional area beneath cleavage fracture surface of Charpy impact specimen fractured at −80 ℃ for the samples with finish cooling temperature of 450 ℃(The arrows indicate the propagation of cleavage cracks, the misorientations between adjacent zones are 53.03°, 50.06°, 58.30°, 57.8°, 56.02°, 60.00° and 47.40°, respectively)

氏体为主, 多数的板条束由3组不同的板条块组成, 板条块尺寸细化, 这些板条块的界面一般为大角度晶界, 解理裂纹在扩展过程中遇到这些大角度晶界时, 扩展方向将发生改变, 可以吸收大量的冲击功, 从而降低DBTT, 获得最佳的低温韧性.

3 结论

(1) Mn系超低碳HSLA钢的强韧性与终冷温度密切相关, 终冷温度为450 ℃时, 实验钢获得良好的强韧性配合: 屈服强度为775 MPa, 室温冲击功为192 J, −80 ℃冲击功为40 J, 特别是低温韧性得到显著改善, 韧脆转变温度下降至−55 ℃.

(2) 随着终冷温度的降低, 实验钢的显微组织逐渐由粒状贝氏体向板条贝氏体和板条马氏体转变, 晶体学表征显示, 终冷温度为450 ℃时, 组织以板条贝氏体为主, 多数的板条束由3组不同的板条块组成, 有效晶粒尺寸最小, 大角晶界比例达到最大, 因此低温韧性得到改善.

参考文献

[1] Ghosh A, Das S, Chatterjee S, Rao Ramachandra P. *Mater Charact*, 2006; 56: 59

[2] Dong H. *Sci China Technol Sci*, 2012; 55: 1774

[3] Wang W, Shan Y Y, Yang K. *Acta Metall Sin*, 2007; 43: 578
(王 伟, 单以银, 杨 柯. 金属学报, 2007; 43: 578)

[4] You Y, Wang X M, Shang C J. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 1290
(由 洋, 王学敏, 尚成嘉. 金属学报, 2012; 48: 1290)

[5] Wang X Y, Pan T, Wang H, Su H, Li X Y, Cao X Z. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 401
(王小勇, 潘 涛, 王 华, 苏 航, 李向阳, 曹兴忠. 金属学报, 2012; 48: 401)

[6] Liu D S, Cheng B G, Luo M. *Acta Metall Sin*, 2011; 47: 1233
(刘东升, 程丙贵, 罗 咪. 金属学报, 2011; 47: 1233)

[7] Di G B, Liu Z Y, Hao L Q, Liu X H. *Mater Mech Eng*, 2008; 32(8): 1
(狄国标, 刘振宇, 郝利强, 刘相华. 机械工程材料, 2008; 32(8): 1)

[8] Zhou T, Yu H, Hu J, Wang S. *Mater Sci Eng*, 2014; A615: 436

[9] Xie Z, Fang Y, Han G, Guo H, Misra R D K, Shang C. *Mater Sci Eng*, 2014; A618: 112

[10] Wang C F, Wang M Q, Shi J, Hui W J, Dong H. *Scr Mater*, 2008; 58: 492

[11] Schino D A, Guarnschelli C. *Mater Lett*, 2009; 63: 1968

[12] Chen J, Tang S, Liu Z Y, Wang G D. *Mater Sci Eng*, 2013; A559: 241

[13] Sung H K, Shin S Y, Hwang B, Lee C G, Lee S. *Metall Mater Trans*, 2013; 44A: 294

[14] Nie W J, Shang C J, You Y, Zhang X B, Sundaresa S. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 797
(聂文金, 尚成嘉, 由 洋, 张晓兵, Sundaresa S. 金属学报, 2012; 48: 797)

[15] Morito S, Tanaka H, Konishi R, Furuhara T, Maki T. *Acta Mater*, 2003; 51: 1789

[16] Davis C L, King J E. *Metall Mater Trans*, 1994; 25A: 563

[17] Tomita Y, Okabayashi K. *Metall Trans*, 1986; 17A: 1203

[18] Naylor J P. *Metall Trans*, 1979; 10A: 861

[19] Morito S, Huang X, Furuhara T, Maki T, Hansen N. *Acta Mater*, 2006; 54: 5323

[20] Furuhara T, Kawata H, Morito S, Maki T. *Mater Sci Eng*, 2006; A431: 228

[21] Kitahara H, Ueji R, Tsuji N, Minamino Y. *Acta Mater*, 2006; 54: 1279

[22] Kawata H, Sakamoto K, Moritani T, Morito S, Furuhara T, Maki T. *Mater Sci Eng*, 2006; A438: 140

[23] Han S Y, Shin S Y, Seo C H, Lee H, Bae J H, Kim K, Lee S, Kim N J. *Metall Mater Trans*, 2009; 40A: 1851

[24] Shin S, Hwang B, Lee S, Kim N J, Ahn S. *Mater Sci Eng*, 2007; A458: 281

[25] Pickering F B, Gladman T. *ISI Spec Rep*, 1961; 81: 10

(责任编辑:肖素红)

